

**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.24'27:539.25

**ВЛИЯНИЕ РАСТЯГИВАЮЩЕГО НАПРЯЖЕНИЯ
НА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ И СТАБИЛЬНОСТЬ ТЕКСТУРЫ
ПРОТЯЖЕННЫХ ЛЕНТ СПЛАВА Ni–5 ат. % W**

© 2019 г. Д. Ю^а, Л. Ма^{а, *}, Х. Л. Суо^{а, **}, Цз. Лью^а, И. Т. Цзи^а, Цз. Куй^а, Х. Тянь^б,
М. М. Гао^с, М. Лью^а, И. Ван^а

^аФакультет материаловедения и технологии материалов, Пекинский технологический университет, Пекин, КНР

^бФакультет материалов, Университет Цинхуа, Цинхуа, КНР

^сВедущая лаборатория Нинся по фотогальваническим материалам, Университет Нинся, Нинся, КНР

*e-mail: malin@bjut.edu.cn

*e-mail: honglisuo@bjut.edu.cn

Поступила в редакцию 23.11.2017 г.

После доработки 29.08.2018 г.

Принята к публикации 17.12.2018 г.

Эволюция микроструктуры и состояние кристаллографической ориентации протяженных (сверхпроводящих) лент сплава Ni–5 ат. % W (Ni5W) систематически исследованы во время процессов возврата и рекристаллизации материала в условия разных по величине растягивающих напряжений с помощью разработанного в нашем Университете экспериментального оборудования для отжига под растягивающей нагрузкой. Сравнение этих двух процессов в отсутствие и в условиях внешних растягивающих напряжений позволило установить, что внешняя нагрузка способствует протеканию рекристаллизации. Например, доля кубической компоненты текстуры в условиях растягивающего напряжения 20 МПа в два раза больше в сравнении со случаем отсутствия внешней нагрузки при 650°C. При завершении процесса рекристаллизации было установлено, что растягивающие напряжения величиной менее 10 МПа практически не сказываются на микроструктуре и кристаллографической ориентации (текстуре) материала. При увеличении растягивающего напряжения до 25 МПа глубина зернограничных канавок увеличивается до возникновения трещин, тогда как доли низкоугловых границ зерен и кубической текстурной компоненты уменьшаются по величине. Этот факт противоположен по тенденции возрастанию доли Σ3 двойниковых границ, сопровождаемому (все в большей степени) аномальным ростом зерна. Влияние растягивающих напряжений на процессы отжига протяженных Ni5W лент было исследовано экспериментальным путем. Как и ожидалось, именно эти напряжения контролировали процесс динамической рекристаллизации в протяженных Ni5W лентах при непрерывной замене их бобин и обеспечили задел для перевода лабораторных разработок на промышленную основу.

Ключевые слова: протяженные Ni5W ленты, растягивающие напряжения, рекристаллизация, кубическая текстура

DOI: 10.1134/S0015323019060044

1. ВВЕДЕНИЕ

Вот уже на протяжении многих лет соединение $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ (YBCO) рассматривается как наиболее многообещающий кандидат для производства высоконадежных сверхпроводящих лент. Всеобщее внимание к этому материалу объясняется высокими эксплуатационными характеристиками, такими, например, как высокие значения магнитного поля необратимости B_{irr} , критической температуры T_c и плотности электрического тока J_c [1, 2]. Метод производства биаксиально текстурированной подложки с использованием прокатки (под торговой маркой RABiTS) является одним из наиболее перспективных крупномасштабных экономически выгодных способов для производства функционально пригодных металлических субстратов с биаксиаль-

ной ориентацией. Технологическая процедура метода RABiTS лежит в основе получения субстратов с высококачественной кубической текстурой для обеспечения эпитаксиального выращивания высококачественных буферных слоев при создании протяженных, с YBCO-покрытием, сверхпроводящих лент [3–6]. Было установлено, что субстраты из Ni5W сплава легко кристаллизуются с образованием биаксиальной кубической текстуры [7–10]. Несколько развитых стран мира смогли перевести производство протяженных Ni5W лент на промышленную основу, сделав его основным способом получения в промышленных масштабах сверхпроводящих лент с (пленочным) покрытием. В настоящий момент компании Evico GmbH (Германия) и American Superconductor Corporation (Американская корпорация по производству сверхпроводя-

щих материалов, США) осуществили перевод производства больших объемов Ni5W лент на коммерческую основу, с их способностью к формированию столь технически привлекательной кубической текстуры. Вместе с этим изучение Ni5W ленточных материалов в Китае началось с опозданием и сегодня по-прежнему находится на стадии лабораторных исследований [11–13].

При производстве Ni5W лент существенными оказываются несколько факторов. Много исследований было посвящено чистоте никеля, различным защитным атмосферам, методикам прокатки, режимам отжига и, наконец, продолжительности рекристаллизации [14–19]. В настоящий момент в Китае уже удается получать по технологии RABiTS Ni5W ленты 100-метровой длины с острой кубической текстурой [20]. Во время рекристаллизационного отжига (с непрерывной протяжкой ленты больших объемов) субстраты находятся в условиях действия растягивающего напряжения определенной величины. Однако влиянию тянущего напряжения в процессе отжига протяженных Ni5W лент до сих пор уделяли недостаточное внимание. Для оптимизации протекания процесса рекристаллизации в Ni5W лентах, особенно важно изучить влияние растягивающего напряжения на рекристаллизацию Ni5W материала. Его учет не только важен при осмыслении научной значимости и практической эффективности, но в итоге это влияние сыграет свою роль во внедрении производства Ni5W лент и других субстратов на основе Ni с большим содержанием W в промышленность.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исходный слиток Ni5W сплава был приготовлен путем сплавления в высокочастотной вакуумной плавильной печи 95 ат. % чистого Ni (99.8%) и 5 ат. % чистого W (99.8%). Слиток Ni5W необходимой формы и размера был получен горячей ковкой и прокаткой, за которыми последовала гомогенизационная тепловая обработка при 1200°C в течение 24 ч. Окончательно слиток был прокатан входную с 5%-ной редуцией за один проход до получения длинной Ni5W ленты толщиной 66 мкм, причем суммарная редуция толщины исходной заготовки составила более 99% [7, 15].

Стоило бы отметить, что установка для отжига в условиях растягивающего напряжения была разработана и создана в нашей лаборатории как раз для изучения влияния различных растягивающих напряжений на степень протекания рекристаллизации в Ni5W лентах большой длины. Полная рекристаллизация этих Ni5W лент была изучена при 1100°C (в течение 1 ч) в условиях растягивающих напряжений в 5, 10, 20 и 25 МПа. Протяженные Ni5W ленты были подвергнуты отжигу при 400, 500, 600, 650, 700, 750, 800, 900 и 1000°C в течение часа в каждом случае для изучения протекания отжига в условиях растягиваю-

щего напряжения в 20 МПа. Весь комплекс этапов термообработки был проделан в струе газовой смеси Ag/H₂ (4%).

Макроскопическая текстура образцов после их холодной прокатки и изотермической термообработки была исследована методом рентгеновской дифракции (на дифрактометре модели Bruker D8 Advance, в CuK α -излучении), включая построение {111}, {200}, {220} полюсных фигур. Функции распределения по ориентации (ФРО) были получены по данным трех полюсных фигур для расчета объемных долей текстурных компонент типов S{123}<634>, латуни {110}<112>, меди {112}<111>, а также долей Госсовских (Goss) {123}<634> и кубических {001}<100> текстурных компонент с максимальным угловым рассеянием в 15°. Морфология поверхности отожженных образцов была проанализирована с помощью эмиссионно-полевого растрового электронного микроскопа (РЭМ) модели QUANTA FEG 450. Микроструктура и текстура рекристаллизации были аттестованы методом дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ), с помощью приставки к РЭМ микроскопу, с шагом 2 мкм для сбора данных для ДОРЭ карт с площади сканирования 400 × 400 мкм². Значение объемных долей текстурных компонент и типов границ зерен было оценено с помощью программного мат. обеспечения OIMA. Малоугловые границы зерен (МУГЗ) были установлены как имеющие разориентировки от 2° до 10°, а больше-угловые границы зерен (БУГЗ) – как больше 10°. В кубических системах взаимосвязь между двойниками отжига и матричным зерном есть 60°<111>. В модели решетки совпадающих узлов (PCY/CSL) такой тип границ зерен соответствует взаимосвязи с $\Sigma 3$ типом ориентации. Границы зерен двойников отжига ($\Sigma 3$ двойниковые границы) были определены как соответствующие максимальному отклонению в 15° от точного соотношения для 60°<111> типа.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Изменение кристаллографической ориентации в условиях напряжения 20 МПа

На рис. 1 представлены (111) полюсные фигуры (ПФ) образцов, отожженных при разных температурах в отсутствие и при растягивающем напряжении в 20 МПа. Верхний ряд ПФ иллюстрирует эволюцию полюсных (111) фигур в отсутствие внешнего напряжения. Нижний ряд ПФ иллюстрирует изменения под нагрузкой образца 20 МПа. С увеличением температуры заметной становится общая тенденция: четыре полюса кубической ориентации становятся отмеченными сгущением. Путем сравнения картин можно обнаружить, что между двумя их представленными наборами имеются очевидные различия. Ранее указанная тенденция четырех полюсов кубической текстуры наиболее выражена для

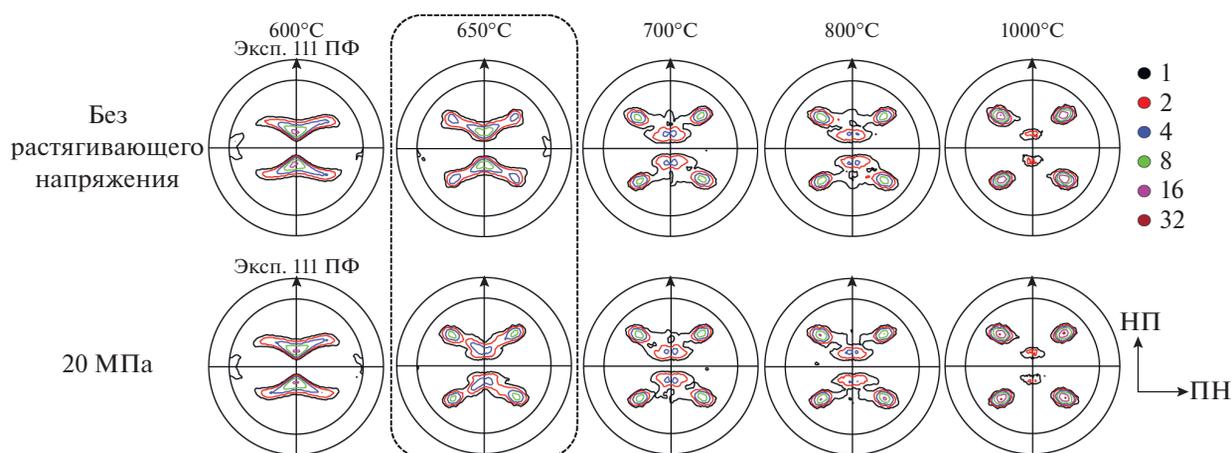


Рис. 1. Полюсные (111) фигуры образцов, отожженных при различных температурах и в условиях отсутствия и наличия растягивающего напряжения.

случая внешнего растягивающего напряжения 20 МПа в сравнении со случаем его отсутствия при 650°C. При этом под растягивающей нагрузкой 20 МПа рекристаллизованные образцы имеют определенное преимущество в стадии зарождения зерен с текстурной кубической ориентацией.

С целью дальнейшего анализа изменения объемных долей каждой из текстурных компонент, эти данные полюсных фигур были привлечены для расчета ФРО — именно для получения информации по ориентировкам, а также для понимания того, как внешняя растягивающая нагрузка 20 МПа сказывается на соответствующих процессах зарождения и рекристаллизации.

На рис. 2 представлены объемные доли текстурных компонент при различных температурах в отсутствие и в условиях 20 МПа растягивающих напряжений. На рис. 2а и 2б можно видеть, что с ростом температуры отжига доля кубической текстурной компоненты увеличивается, тогда как текстурные компоненты прокатки типа латуни, S и меди претерпевают поглощение и их доли в текстуре прокатки уменьшаются. На стадии зарождения при 650°C доля кубической текстурной компоненты составляла 14,3% в отсутствие растягивающих напряжений и 27,9% при нагрузке 20 МПа соответственно. При 650°C доля кубической структурной компоненты при 20 МПа почти в два раза больше, чем в отсутствие растягивающей нагрузки. Это показывает, что такая нагрузка способствует соответствующему зарождению в протяженных лентах при одних и тех же температурах. На завершающем этапе стадии зарождения при 700°C, доли кубической текстурной компоненты составили 28,83% в отсутствие растягивающей нагрузки и 31,89% при растягивающем напряжении 20 МПа. На стадии роста доля кубической текстурной компоненты при 20 МПа практически всегда выше, чем в отсутствие нагрузки, при температурах вплоть до 1000°C, когда имеет место совпадение обоих значе-

ний. Сравнивая доли различных компонент текстуры прокатки, можно установить, что доли деформационных компонент текстуры типов латуни, S и меди уменьшились еще на стадии зарождения кубической компоненты, но на последующей стадии изменения типов текстур прокатки эти изменения были одинаковыми.

При температуре термообработки 650°C начинается зарождение кубической компоненты текстуры Ni5W субстратов. В условиях растягивающей нагрузки 20 МПа, Ni5W субстраты подвержены весьма незначительным деформациям при 650°C. Деформация и рекристаллизация этого кристаллического материала начинаются при одной и той же высокой температуре. Та рекристаллизация, что начинается одновременно с деформированием материала, называется динамической рекристаллизацией. Динамическая рекристаллизация также предусматривает реализацию процессов зарождения и роста и сопровождается миграцией большеугловых границ зерен. Для динамической рекристаллизации характерны процессы постоянного возобновления зарождения.

Сформированные зародыши рекристаллизации продолжают деформироваться в процессе своего роста, обеспечивая при рекристаллизации возрастание накопления и распространения дислокаций. Чем больше запасенная энергия деформации при рекристаллизации, тем значительнее движущая сила дальнейшего зарождения и роста новых центров рекристаллизации. Поэтому, когда указанное накопление достигает определенной степени, центры рекристаллизации могут испытывать трансформацию, и повторение уже имевших место процессов возобновляется. Это объясняет двукратное превышение доли кубической компоненты текстуры в присутствии растягивающего напряжения 20 МПа в сравнении со случаем его отсутствия, при 650°C. Однако деформация субстратов при 20 МПа весьма невелика, и повы-

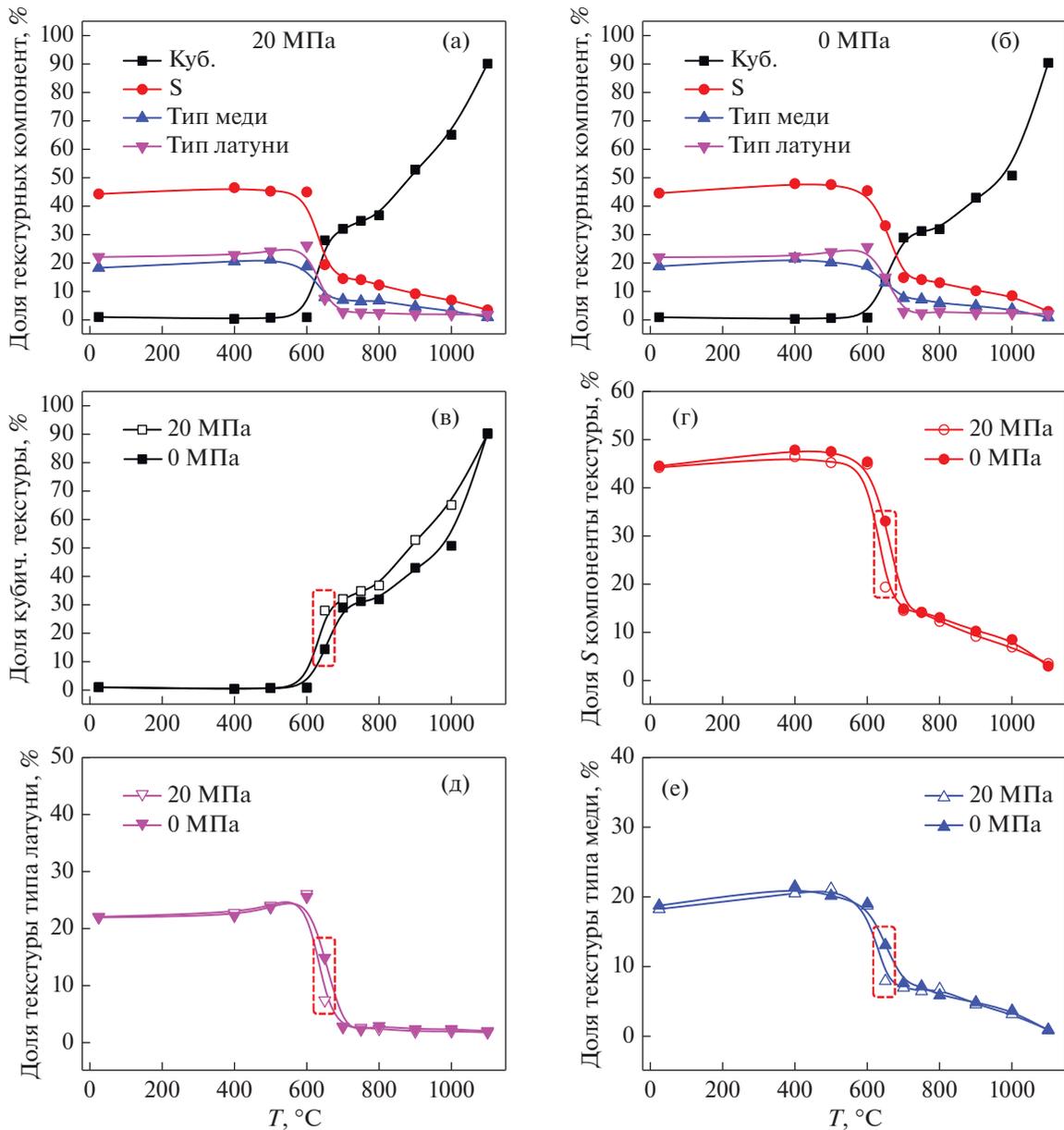


Рис. 2. Доля текстурных компонент в зависимости от температуры: в отсутствие растягивающего напряжения и при 20 МПа.

шенная температура по-прежнему является наиболее важным фактором, сказывающимся на протекании рекристаллизации. Так что, когда температуру поднимают до 1100°C, объемные доли рекристаллизованной кубической текстуры оказываются совпадающими в случаях наличия (20 МПа) и отсутствия растягивающих напряжений.

3.2. Аттестация микроструктуры и текстуры Ni5W лент

Влияние растягивающей нагрузки на весь процесс отжига образца было описано выше, и эти результаты показали, что на величине объемных долей текстурных компонент сказывается приложе-

ние растягивающего напряжения 20 МПа. Затем ряд исследователей заинтересовался вопросом, как растягивающие напряжения сказываются на растяженных Ni5W лентах, после их полного отжига при 1100°C в течение 1 ч и какие изменения при этом наблюдаются в их микроструктуре и текстуре рекристаллизации.

Микроструктура поверхностей образцов была изучена методами РЭМ микроскопии. На рис. 3 представлена микроструктура образцов после их отжига при 1100°C в течение 1 часа в условиях растягивающих напряжений величиной 0, 5, 10, 20 и 25 МПа. Для иллюстрации различий между этими образцами отметим, что размерные параметры зернограничных канавок (на изображениях весьма не-

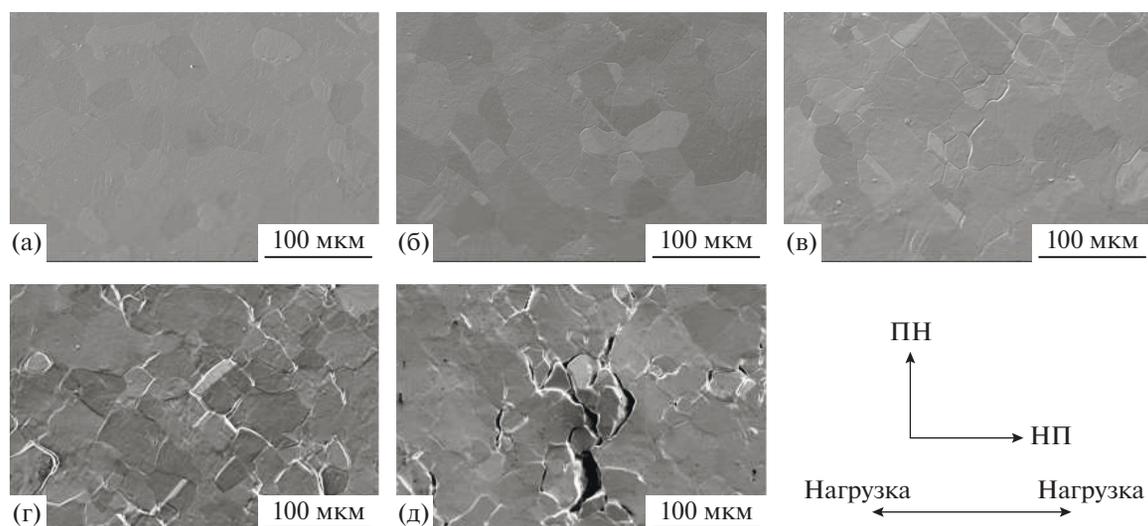


Рис. 3. РЭМ изображения микроструктуры сплава Ni–5W после его отжига при 1100°C, в условиях растягивающего напряжения: (а) 0, (б) 5, (в) 10, (г) 20 и (д) 25 МПа.

четких) у рекристаллизованных образцов в условиях растягивающих напряжений величиной 5 и 10 МПа практически не отличаются друг от друга, если судить по рис. 3а–3в. Однако при растягивающих напряжениях ≥ 10 МПа значения размерных параметров зернограничных канавок (уже весьма четких) у рекристаллизованных образцов явно возросли. С ростом величины растягивающих напряжений зернограничные канавки явно углубляются вплоть до образования трещин при относительно больших растягивающих напряжениях 20 и 25 МПа. Характеристики микротрещин отслеживали и анализировали для образцов, представленных на рис. 3г и 3д. Оказалось, что большинство фрагментов трещин представляли собой зернограничные трещины, тогда как направление их распространения было перпендикулярно направлению приложенного растягивающего напряжения, в свою очередь параллельного направлению прокатки. Изображение образца, представленное на рис. 3д, демонстрирует трещины, более глубокие и более длинные, чем те, что видны на рис. 3г. Самая длинная трещина изображена на рис. 3д, ее длина достигает более двух диаметров зерна, но самая длинная трещина в образце, изображенном на рис. 3д, достигает длины пяти зерен или более. Трещины часто берут свое начало от границ зерен при пластическом деформировании поликристаллического материала. И важной причиной этого является то, что границы зерен служат препятствиями движению скользящих дислокаций, приводя в процессе их локального накопления к высокой концентрации напряжений. Ni5W субстраты способны противостоять высокотемпературной рекристаллизации, находясь под действием растягивающего напряжения даже в 25 МПа, что вызывает разрушения по границам зерен.

Полюсные (111) фигуры для пяти полностью рекристаллизованных образцов в условиях различных

по величине растягивающих напряжений представлены на рис. 4. Можно четко видеть, что очень острая кубическая текстура была установлена при обработке данных рис. 4, демонстрирующего четыре острых пика на полюсных (111) фигурах всех образцов. Это означает, что растягивающее напряжение не сказывается радикально на формировании кубической текстуры рекристаллизации. Хотя по данным рентгеновской дифракции на формировании кубической текстуры явно не сказывается растягивающее напряжение, результат ДОРЭ съемки (в EBSD-модуле) показывает, что относительно большое по величине растягивающее напряжение все-таки влияет на формирование кубической текстуры.

На рис. 5 представлены ДОРЭ (EBSD) карты для протяженных Ni5W лент, прошедших как горячую, так и холодную прокатку с последующей высокотемпературной продолжительной термообработкой на рекристаллизацию в условиях различных растягивающих напряжений при толщине ленточных образцов в 66 мкм. МУ и БУ границы зерен изображаются как линии серого и черного цветовых оттенков. Кубическая компонента текстуры отвечает областям небелого окраса. На рис. 6 приведены значения объемных долей компоненты текстуры кубической ориентации, МУГЗ и $\Sigma 3$ двойниковых границ в условиях различных по величине растягивающих напряжений на образцах после их обработки на рекристаллизацию. Установленный экспериментально процент объемной доли текстурных компонент разного типа в образцах, находящихся в условиях разной растягивающей нагрузки, приведен в таблице 1.

Из рис. 5 можно четко видеть, что с ростом величины растягивающего напряжения площадь небелых областей на изображениях постоянно сокращается. Это означает, что при растягивающих напряжениях в 20 и 25 МПа имеет место явная

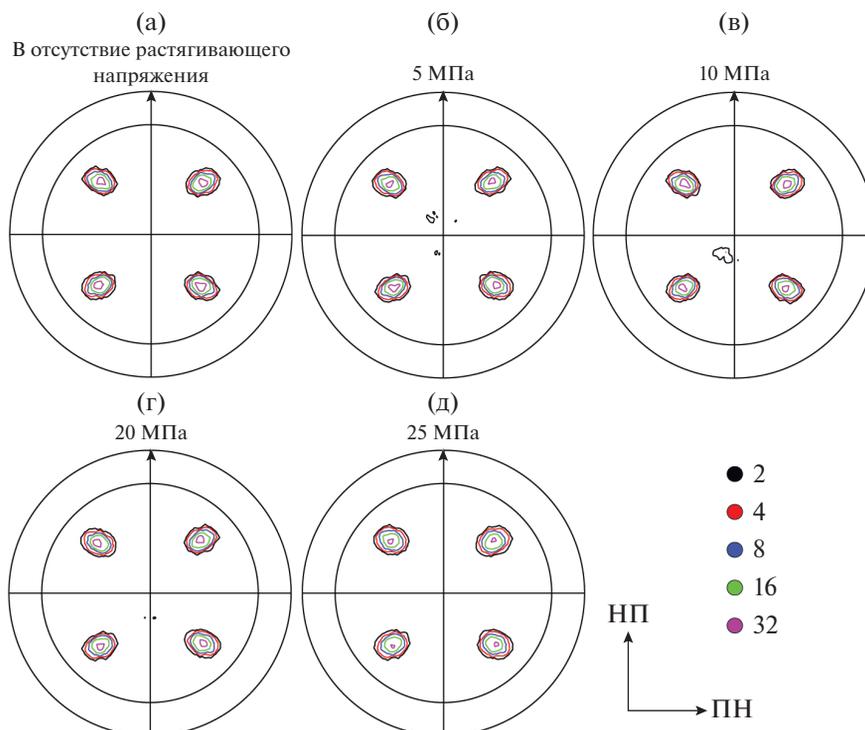


Рис. 4. Полюсные (111) фигуры отожженных образцов под растягивающим напряжением: (а) 0, (б) 5, (в) 10, (г) 20 и (д) 25 МПа.

деградация кубической компоненты текстуры. Ранее на рис. 3 было представлено, что микроструктура рекристаллизованных образцов заметно изменяется, а зернограницные канавки углубляются в условиях относительно больших растягивающих напряжений на образце, в 20 и 25 МПа, что вполне может сказаться на формировании кубической текстуры.

На рис. 6 можно более четко отследить тенденции изменения объемных долей кубической текстурной компоненты, МУГЗ (зерен) и $\Sigma 3$ двойниковых границ с ростом величины растягивающей нагрузки образца. Представлены графики, отвечающие изменению доли кубической компоненты, МУГЗ и $\Sigma 3$ двойниковых границ. В табл. 1 приведены значения удельных величин. Доля кубической компоненты меняется незначительно в зависимости от величины растягивающего напряжения, принимающего значения 0, 5 и 10 МПа. Значения объемной доли кубической компоненты текстуры (ККТ) равны 95.0 и 93.4% соответственно в отсутствие и в присутствии растягивающей нагрузки на образец 10 МПа. Но доля ККТ уменьшается значи-

тельно при нагрузке выше 10 МПа. Доля ККТ уменьшается до 74.1% при 25 МПа. Между тем доля МУГЗ снижается с ростом растягивающего напряжения, а именно, от 76.7 до 43.9%. Доля $\Sigma 3$ двойниковых границ, наоборот, существенно возрастает, от 8.4 до 21.1%. Из вышеприведенного анализа можно сделать вывод, что формирование кубической текстуры совершенно очевидно замедляется с ростом величины растягивающей нагрузки, при этом совершенство границ зерен крайне низкое. Это приводит к тому, что объемная доля МУГЗ уменьшается, а доля $\Sigma 3$ двойниковых границ – растет.

Пластическая деформация Ni5W субстратов сопровождается скольжением дислокаций и двойникованием. В этой работе наиболее существенную пластическую деформацию наблюдали при 25 МПа, что сопровождалось и существенным двойникованием, приведшим к возникновению большинства двойниковых границ. Интенсивная пластическая деформация привела к развороту зерен, что повлекло за собой трансформацию ККТ в рекристаллизованные зерна с иного типа текстурой

Таблица 1. Параметры микроструктуры и текстуры и их значения для субстратов из Ni5W сплава после отжига его образцов, при разных растягивающих нагрузках

Растягивающее напряжение, МПа	0	5	10	20	25
f куб, %	95.0	92.3	93.4	84.3	74.1
f МУГЗ, %	76.7	69.4	64.9	57.3	43.9
f $\Sigma 3$ двойниковые границы, %	8.4	11.2	11.8	14.2	21.1

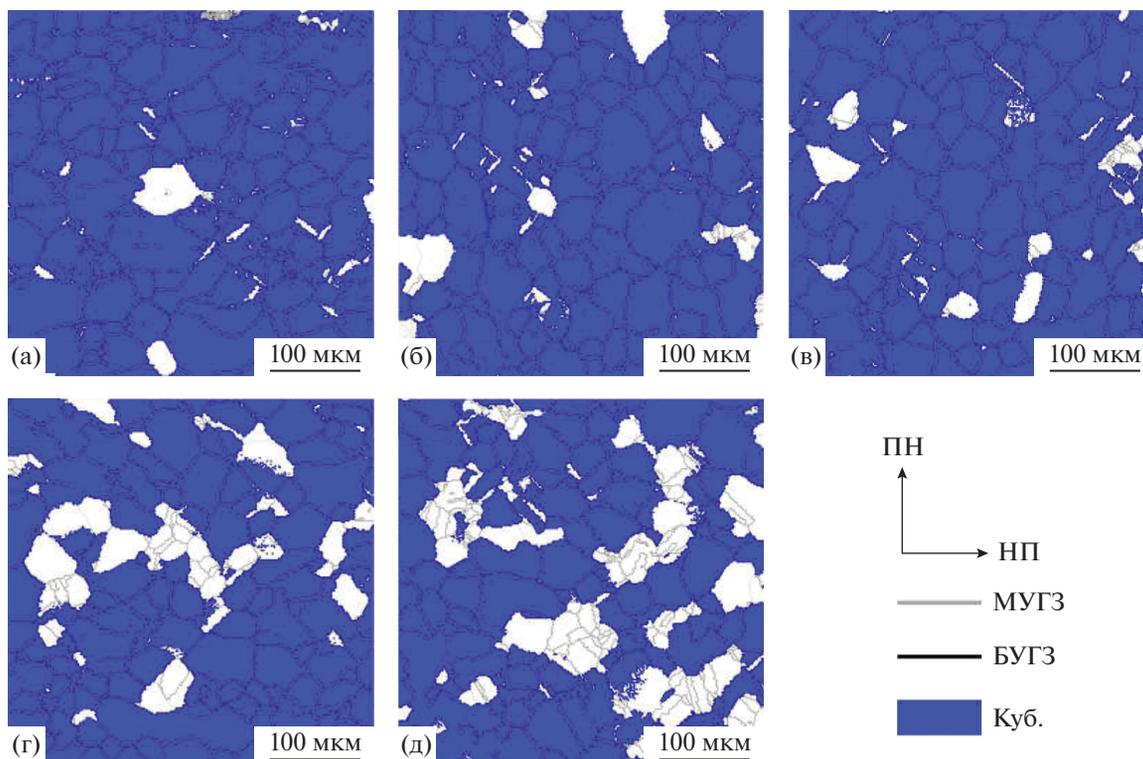


Рис. 5. Карты поверхности отожженного образца в режиме дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ/EBSD) при различных значениях растягивающего напряжения: (а) 0, (б) 5, (в) 10, (г) 20 и (д) 25 МПа.

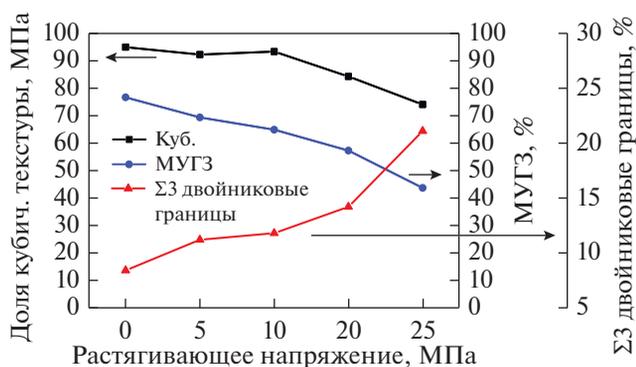


Рис. 6. Доля кубической компоненты текстуры, малоугловых границ (МУГ) и двойниковых ($\Sigma 3$ двойниковых границ) зерен в зависимости от величины приложенного растягивающего напряжения.

и тем самым к резкому падению объемной доли ее кубической компоненты.

На рис. 7 показана зависимость доли каждого из классов размеров зерен после отжига образца при 1100°C в течение 1 ч от величины его внешней растягивающей нагрузки: в ее отсутствие, при 10 и 20 МПа. Размер зерен и их распределение в основном те же, как в отсутствие нагрузки, так и при 10 МПа. Однако при 20 МПа размер зерна увеличивается и распределение зерен по размерам иное, чем в предыдущих случаях. При одинаковых режимах отжига размер зерна очевидно возрастает, когда образец

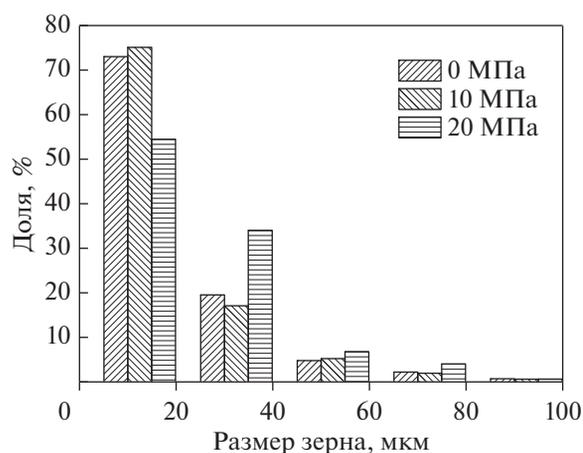


Рис. 7. Кривые долей зеренных размеров в зависимости от размерного класса зерен, при растягивающем напряжении 0, 10 и 20 МПа.

находится в условиях растягивающего внешнего напряжения не менее 20 МПа.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что на процесс рекристаллизации протяженных Ni5W лент сильное влияние оказывает внешнее растягивающее напряжение.

1) Результаты исследования показали, что внешнее растягивающее напряжение в 20 МПа запускает процесс рекристаллизации протяженных

Ni5W лент. При этом размер зерна в образце в условиях внешней растягивающей нагрузки 20 МПа больше, чем в случае ее отсутствия, когда степень аномального роста зерна превалирует.

2) С ростом величины растягивающего напряжения объемные доли малоугловых зеренных границ и кубической компоненты текстуры убывают, тогда как объемная доля $\Sigma 3$ двойниковых границ увеличивается. В то же время зернограничные канавки углубляются при относительно высоких значениях растягивающей нагрузки на образец в 20 и 25 МПа. Между тем зернограничные канавки становятся зародышами трещин, и их число увеличивается в условиях растягивающего нагружения образца 25 МПа.

Работа получила финансовую поддержку со стороны Национального фонда естественных наук Китая (гранты № 51571002, № 51501096), Пекинского фонда естественных наук (грант № 2172008), Программы Высшей школы по подготовке докторов наук под эгидой Специального исследовательского фонда (грант № 20121103110012), Пекинского муниципального фонда естественных наук (секция В: KZ201310005003) и со стороны Пекинской городской программы и Программы Пекинского технологического университета.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. List F.A., Goyal A., Paranthaman M., Norton D.P., Specht E.D., Lee D.F., Kroeger D.M. High J_c YBCO films on biaxially textured Ni with oxide buffer layers deposited using electron beam evaporation and sputtering // *Physica C*. 1998. V. 302. P. 87–92.
2. Norton D.P., Park C., Prouteau C., Christen D.K., Chisholm M.F., Budai J.D., Pennycook S.J., Goyal A., Sun E.Y., Lee D.F., Kroeger D.M., Specht E., Paranthaman M., Browning N.D. Epitaxial YBa₂Cu₃O₇ films on rolled-textured metals for high-temperature superconducting applications // *Mater. Sci. Eng. B*. 1998. V. 56. P. 86–94.
3. Goyal A., Lee D.F., List F.A., Specht E.D., Feenstra R., Paranthaman M., Cui X., Lu S.W., Martin P.M., Kroeger D.M., Christen D.K., Kang B.W., Norton D.P., Park C., Verebelyi D.T., Thompson J.R., Williams R.K., Aytug T., Cantoni C. Recent progress in the fabrication of high- J_c tapes by epitaxial deposition of YBCO on RABiTS // *Physica C*. 2001. V. 357. P. 903–913.
4. Norton D.P., Goyal A., Budai J.D., Christen D.K., Kroeger D.M., Specht E.D., He Q., Saffian B., Paranthaman M., Klabunde C.E., Lee D.F., Sales B.C., List F.A. Epitaxial YBa₂Cu₃O₇ on Biaxially Textured Nickel (001): An Approach to Superconducting Tapes with High Critical Current Density // *Science*. 1996. V. 274. P. 755–757.
5. Goyal A., Norton D.P., Christen D.K., Specht E.D., Paranthaman M., Kroeger D.M., Budai J.D., He Q., List F.A., Reenstra R., Kerchner H.R., Lee D.K., Hatfield E., Martin P.M., Mathis J., Park C. Epitaxial superconductors on rolling-assisted biaxially-textured substrates (RABiTS): a route towards high critical current density wire // *Appl. Supercond.* 1996. V. 4. P. 403–427.
6. Khlebnikova Yu.V., Rodionov D.P., Gervas'eva I.V., Suraridze T.R., Akshentsev Yu.N., Kazantsev V.A. Choice of Copper-Based Alloys for Ribbon Substrates with a Sharp Cube Texture // *Phys. Met. Metallogr.* 2014. V. 115. P. 1231–1240.
7. Eickemeyer J., Selbmann D., Opitz R., Wendrock H., Maher E., Miller U., Prusseit W. Highly Cube textured Ni–W-RABiTS tapes for YBCO coated conductors // *Physica C*. 2002. V. 372. P. 814–817.
8. Suo H.L., Zhao Y., Liu M., Zhang Y.X., He D., Ma L., Ji Y., Zhou M.L. Technique for developing highly strengthened and biaxially textured composite substrates for coated superconductor tapes // *Acta Mater.* 2008. V. 56. P. 23–30.
9. Hühne R., Eickemeyer J., Sarma V.S., Güth A., Thersleff T., Freudenberger J., Haas O.D., Weigand M., Durrell J.H., Schultz L., Holzappel B. Application of textured highly alloyed Ni–W tapes for preparing coated conductor architectures // *Supercond. Sci. Technol.* 2010. V. 23. P. 034015.
10. Gao M.M., Suo H.L., Zhao Y., Grivel J.C., Cheng Y.L., Ma L., Wang R., Gao P.K., Wang J.H., Liu M., Ji Y., Kou S.Z. Characterization and properties of an advanced composite substrate for YBCO-coated conductors // *Acta Mater.* 2010. V. 58. P. 1299–1308.
11. American Superconducting Corporation website: <http://www.amsc.com/>.
12. German Evico GmbH website: <http://www.evico.de/en/superconductor-material/textured-substrates/>.
13. Rupich M.W., Li X.P., Thieme C., Sathyamurthy S., Flesher S., Tucker D., Thompson E., Schreiber J., Lynch J., Buczek D., DeMoranville K., Inch J., Cedrone P., Slack James. Advances in second generation high temperature superconducting wire manufacturing and R&D at American Superconductor Corporation // *Supercond. Sci. Technol.* 2010. V. 23. P. 014015.
14. Eickemeyer J., Selbmann D., Opitz R., Boer B.D., Holzappel B., Schultz L., Miller U. Nickel–refractory metal substrate tapes with high Cube texture stability // *Supercond. Sci. Technol.* 2001. V. 14. P. 152.
15. Zhao Y., Suo H.L., Liu M., Liu D.M., Zhang Y.X., Zhou M.L. Development of Cube textured Ni–5 at. % W alloy substrates for coated conductor application using a melting process // *Physica C*. 2006. V. 440. P. 10–16.
16. Wulff A.C., Mishin O.V., Grivel J.C. Evolution of microstructure, texture and topography during additional annealing of Cube-textured Ni–5 at. % W substrate for coated conductors // *J. Alloys Compd.* 2012. V. 539. P. 161–167.
17. Kim S.S., Tak J.S., Bae S.Y., Chung J.K., Ahn I.S., Kim C.J., Kim K.W., Cho K.K. Development of Cube textured Ni–5 at. % W alloy substrates for YBCO coated conductor application using a powder metallurgy process // *Physica C*. 2007. V. 463–465. P. 604–608.
18. Rodionov D.P., Gervas'eva I.V., Khlebnikova Yu.V., Kazantsev V.A., Vinogradova N.I., Sazonova V.A. Effect of Recrystallization Annealing on the Formation of a Perfect Cube Texture in FCC Nickel Alloys // *Phys. Met. Metallogr.* 2011. V. 111. P. 601–611.
19. Bhattacharjee P.P., Ray R.K., Tsuji N. Cold rolling and recrystallization textures of a Ni–5 at. % W alloy // *Acta Mater.* 2009. V. 57. P. 2166–2179.
20. Ma L., Suo H.L., Zhao Y., Wulff A.C., Liang Y.R., Grivel J.C. Study on Fabrication of Ni–5 at. % W Tapes for Coated Conductors from Cylinder Ingots // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* 2015. V. 25. P. 1–5.